

Approved For Release STAT
2009/08/31 :
CIA-RDP88-00904R000100130

Dec

Approved For Release
2009/08/31 :
CIA-RDP88-00904R000100130



Вторая Международная конференция
Организации Объединенных Наций
по применению атомной энергии
в мирных целях

A/CONF.15/P/2236
(USSR)

ORIGINAL: RUSSIAN

Не подлежит оглашению до официального сообщения на Конференции

25 YEAR RE-REVIEW

ИЗУЧЕНИЕ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ
СПЛАВАХ И СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ МЕТОДАМИ АВТОРАДИОГРА-
ФИИ И РАДИОМЕТРИИ

Б.И.Брук, А.С.Завьялов, Г.И.Капырин

В в е д е н и е

Установление закономерностей внутрикристаллитного распределения элементов в металлических сплавах имеет важное значение для ряда актуальных проблем современного металловедения.

Между тем обычные методы микроструктурного анализа не всегда позволяют установить характер распределения элементов в пределах отдельных кристаллитов сплава, в особенности в тех случаях, когда локализация этих элементов не приводит к образованию видимых под микроскопом фаз.

Ряд новых возможностей в этом направлении открывает метод контактной авторадииографии. Основное преимущество его перед методами микроструктурного анализа заключается в возможности обнаружения распределения элемента в структуре исследуемого сплава вне зависимости от того, находится ли этот элемент в составе обособившейся фазы или входит в твердый раствор. Высокая чувствительность авторадииографии обусловлена тем, что излучение, действующее на фотоэмульсию, рассеиваясь от места локализации радиоактивного индикатора, создает область почернения намного большую, чем сам излучающий участок; это позволяет при сравнительно небольших увеличениях фиксировать сосредоточение элемента в весьма малых объемах (4, 5).

Весьма плодотворным оказалось применение метода радиоактивных изотопов в такой важной области металлургии и машиностроения, как сварка. Широкое развитие сварки и внедрение ее в самые различные отрасли промышленности поставили перед инженерами-сварщиками ряд новых проблем, решение которых существующими методами

- 2 -

исследований представляет часто непреодолимые трудности.

В частности, установлению степени участия основного металла, электродной проволоки и покрытия (флюса) в легировании шва различными элементами и насыщению вредными примесями в процессе сварки препятствует то обстоятельство, что большинство элементов может переходить в шов одновременно из всех перечисленных материалов; роль каждого источника учесть трудно как вследствие неравенства условий перехода из них исследуемого элемента, так и ввиду того, что элемент может не только попасть в металл шва, но и перейти в шлак или частично улетучиться в атмосферу.

Вместе с тем раздельное введение радиоактивного изотопа исследуемого элемента в основной металл, проволоку и покрытие позволяет судить о переходе элемента из каждого источника в отдельности, несмотря на одновременное наличие в них значительных количеств этого элемента.

Большие возможности открывает метод радиоактивных изотопов при решении таких актуальных, но пока еще дискуссионных проблем, как проблема достижимости равновесия при сварке, определение реакционной зоны, т.е. места протекания основных металлургических реакций в системе металл-шлак, а также при исследовании кристаллизации металла шва и распределения в нем примесей в процессе сварки и при последующей высокотемпературной эксплуатации сварного соединения. 2085-37

В настоящее время метод радиоизотопов нашел широкое применение в значительном числе исследований, посвященных вопросам диффузии и распределения элементов в металлических сплавах (1-18). Ниже мы рассмотрим некоторые результаты применения этого метода к исследованию перераспределения элементов в легированных железных сплавах и в металле шва сварных соединений.

Распределение углерода в легированных железных сплавах

Для применяемых при радиографировании светочувствительных материалов отчетливое радиографическое изображение получается в результате воздействия на фотоэмульсию $10^6 - 10^8 \beta$ - частиц на 1 см^2 . Если введенное в исследуемый сплав радиоактивное вещество локализуется в микроскопически или субмикроскопически малых структурных участках, например в слоях, расположенных по границам кристаллитов, то должна существовать некоторая минимальная

- 3 -

толщина этих слоев, способная создать указанную выше плотность потока β -частиц в течение практически имеющих место экспозиций.

Решение в общем виде задачи определения минимальной толщины слоя, обогащенного исследуемым элементом и его радиоактивным изотопом и дающего радиографическое изображение, приводит к следующей общей формуле:

$$x = \frac{5 \cdot 10^3 \cdot R_m \cdot C_z \cdot \omega \cdot S_1}{n \cdot A_z \cdot I \cdot k} \quad \text{см,} \quad /1/$$

где x - толщина искомого слоя (рис.1); R_m - максимальный пробег β -частиц данного радиоактивного изотопа в исследуемом веществе в см; C_z - концентрация исследуемого элемента в сплаве в %; ω и S_1 - поправки на телесный угол и поглощение β -излучения;

n - экспозиция при радиографировании в сутках; A_z - атомный вес исследуемого элемента; I - интенсивность излучения радиоактивного сплава (импульсы в минуту на 1 см²); k - доля атомов исследуемого элемента от общего числа атомов в определяемом слое (рис.1).

С помощью формулы /1/ можно легко вычислить ширину обогащенного углеродом слоя, фиксируемого фотоэмульсией, в стали, содержащей изотоп C^{14} . В этом случае $R_m = 0,02$ г/см², $A_z = 12$. Примем $C_z = 0,03\%$, $\omega = 0,15$, $S_1 = 0,3$, $n = 10$ дней, $I = 1000$ имп/мин, $k = 1/13$ (минимальное отношение числа атомов углерода к числу атомов железа в аустените).

Тогда

$$x = \frac{5 \cdot 10^3 \cdot 0,02 \cdot 0,03 \cdot 0,15 \cdot 0,3 \cdot 13}{10 \cdot 12 \cdot 1000} \approx 1,5 \cdot 10^{-5} \text{ см}$$

или приблизительно 10^2 - 10^3 межатомных расстояний.

В сплавы железа, легированные отдельно кремнием, фосфором, вольфрамом и молибденом, концентрации которых были в одних случаях ниже предела растворимости их в железе, а в других превышали этот предел, вводился изотоп C^{14} в количествах, достаточных для получения на фотоэмульсии отчетливых радиографических изображений распределения углерода (примерная активность вводимого в радиографируемые материалы изотопа C^{14} составляла 3-5 мкюри на 1 кг

- 4 -

сплава). Общая концентрация углерода в сплавах составляла 0,03-0,13%. В результате ускоренного охлаждения слитков после выплавки структура их в большинстве случаев имела ярко выраженную дендритную неоднородность.

Рассмотрим, как распределяется углерод в сплавах железа с кремнием. На рис. 2 приведен оптический снимок (а) и автордиограмма (б) сплава железа с 19,5% Si, структура которого содержит обогащенную кремнием η - фазу (Fe_3Si_2). Сопоставление оптического снимка с автордиограммой позволяет установить, что в местах расположения интерметаллида кремния (слаботравящаяся составляющая на оптическом снимке) углерода почти нет, и наоборот, в обедненных кремнием участках имеет место заметное сосредоточение углерода.

При концентрации кремния меньшей, чем предел растворимости его в железе, углерод концентрируется в основном у границ ферритных зерен, т.е. "вытесняется" из центральных зон кристаллитов к их периферии.

Итак, мы видим, что в сплавах железа с некарбидообразующим элементом - кремнием, углерод стремится к сосредоточению в участках с пониженной концентрацией кремния. При отсутствии обогащенной кремнием фазы и равномерном распределении этого элемента в сплаве углерод диффундирует к границам зерна.

В сплаве железа с другим некарбидообразующим элементом - фосфором (1,6%P), углерод концентрируется в межосных зонах дендритов, т.е. там же, где в силу ликвации концентрируется и фосфор. Очевидно, несмотря на известный "антагонизм" между фосфором и углеродом, в силу которого эти элементы обычно вытесняют друг друга из структурных микрообъемов, наличие широкого интервала кристаллизации, характерного для сплавов Fe-P, приводит к совместной дендритной ликвации обоих элементов.

Представляет интерес рассмотрение особенностей распределения углерода в сплавах, легированных элементами карбидообразующей группы. Оптический снимок (а) и автордиограмма (б), приведенные на рис. 3, относятся к сплаву железа с 9,2% W и 0,1% C. Рассмотрение одного лишь оптического снимка не позволяет судить о распределении углерода в сплаве; можно в равной степени предполагать, что хорошо заметная на снимке темнотравящаяся составляющая

- 5 -

является либо сложным карбидом, либо интерметаллическим соединением Fe_2W (β -фазой), распределение которого не связано с распределением углерода.

Сопоставление оптического снимка с автордиограммой вносит полную ясность в рассматриваемую картину: то обстоятельство, что форма и расположение участков почернения на автордиограмме совершенно аналогичны микроструктуре, говорит о том, что весь содержащийся в сплаве углерод целиком входит в видимую под микроскопом вольфрамсодержащую составляющую, образуя сложный железвольфрамовый карбид.

В сплаве железа с вольфрамом, концентрация которого (1,9%) ниже предела растворимости его в железе, распределение углерода (точнее карбидов) оказывается равномерным, что является очевидным следствием равномерного распределения самого легирующего элемента в сплаве.

Итак, можно заключить, что в сплавах железа с вольфрамом карбиды распределяются таким образом, что расположение углерода воспроизводит картину расположения легирующего элемента.

Аналогичная закономерность обнаруживается и в сплаве железа с другим карбидообразующим элементом — молибденом (15% Mo). Из рассмотрения автордиограммы этого сплава следует, что углерод концентрируется по границам зерна α — фазы, т.е. в тех зонах, в которых наиболее вероятно расположение интерметаллического соединения Fe_5Mo_2 .

Рис. 4 позволяет установить характер распределения углерода в сплаве железа с 0,86% Mo, в котором не может быть обогащенных молибденом интерметаллидов. Как на оптическом снимке (а), так и на автордиограмме (б) этого сплава отчетливо видна темная составляющая, располагающаяся в осях дендритов. То обстоятельство, что участки почернения на автордиограмме точно воспроизводят картину распределения темных составляющих на оптическом снимке, указывает на расположение обогащенных углеродом объемов в дендритных осях, являющееся несколько необычным с точки зрения существующих представлений о кристаллизации железоуглеродистых сплавов. Причина этого может заключаться, очевидно, только в том, что неравномерное распределение молибдена в направлении обогащения им осей дендритов в процессе кристаллизации привело при последующем

2685-37

- 6 -

охлаждению твердого сплава к аналогичному же неравномерному распределению углерода, ибо в обычных условиях последнему свойственно располагаться не в осях дендритов, а в межосных пространствах.

Имея в виду установленную взаимосвязь между распределением углерода и легирующих элементов, а также учитывая тот установленный расчетным путем факт, что радиографически могут быть обнаружены обогащенные углеродом слои, толщина которых лежит в пределах 10^2 – 10^3 межатомных расстояний, попытаемся установить некоторые закономерности перераспределения углерода при термической обработке стали.

Авторадиограммы бинарных сплавов железа с 4,6% Cr, 6,3% Mn, 4,8% Ni, 4,4% Si, 12,5% Mo, содержащих 0,03–0,05% углерода, показывают, что в результате медленного охлаждения с 970° у всех сплавов проявляется тенденция к сосредоточению углерода по границам зерна. После закалки с 1200° распределение углерода относительно границ зерна оказывается равномерным (по крайней мере, в объемах, превышающих 10^2 – 10^3 межатомных расстояний).

Отпуск закаленных сплавов (590° , 10 час) позволяет выявить две резко различающиеся по степени неоднородности распределения углерода группы сплавов: сплавы железа с хромом и марганцем, не обнаруживающие тенденции к перераспределению углерода, и сплавы железа с никелем, кремнием и молибденом, в которых при отпуске произошло резкое перераспределение углерода в направлении обогащения им границ зерен.

Этим подтверждается положение о способности карбидообразующих элементов (Cr и Mn) удерживать углерод в феррите до повышенных температур отпуска и об интенсификации процессов обособления углерода некарбидообразующими элементами (Ni и Si) (4, 5).

На рис. 5 приведены в виде примера авторадиограммы сплава железа с 4,4% Si, содержащего изотоп C^{14} , после отжига (а), закалки с 1200° (б) и закалки с последующим отпуском при 600° (в).

Что касается сплава железа с 12,5% Mo (рис. 6), то обнаруживаемое в этом сплаве после отпуска ярко выраженное сосредоточение углерода по границам зерна α -фазы обусловлено, как мы установили выше, наличием в пограничных областях феррита обогащенной молибденом Σ -фазы.

Следует отметить, что равномерный характер потемнения авто-

- 7 -

радиограмм отпущенных сплавов железа с хромом и марганцем указывает на то, что при температуре выше $A_{с3}$ распределение хрома и марганца в зерне является равномерным (по крайней мере, в пределах объемов, превышающих 10^2 - 10^3 межатомных расстояний). В самом деле, если бы при 1200° имело место обогащение границ зерен аустенита хромом или марганцем, то в результате отпуска после закалки углерод переместился бы в места, обогащенные этими элементами, в силу неравенства скоростей диффузии в феррите хрома и марганца с одной стороны и углерода с другой. Фактически же, этого не наблюдается.

Итак, карбидообразующие элементы, концентрация которых не превосходит предельной растворимости их в сплаве, замедляют процессы перераспределения углерода в направлении обогащения им границ зерен, некарбидообразующие элементы, напротив, способствуют развитию этих процессов. Этим обстоятельством можно объяснить отсутствие заметного охрупчивания теплоустойчивых сталей, содержащих минимальные количества некарбидообразующих элементов при длительной выдержке их даже в интервале температур 400 - 550° . Введение в эти стали некарбидообразующих элементов, как правило, повышает склонность их к тепловой хрупкости. Как следует из приведенной на рис. 7, а автордиограммы, в закаленной стали типа 10Х2МФ при отпуске длительностью 1000 час. не замечается сосредоточения углерода по границам зерна. Введение же в сталь указанной марки дополнительно 2,6% Si (рис. 7, б) приводит к интенсивному перераспределению углерода при отпуске.

Метод автордиографии весьма наглядным образом иллюстрирует положительную роль титана в нержавеющей стали типа 18-8. В стали этого типа, не содержащей титана, углерод в результате длительного отпуска диффундирует в периферийные объемы аустенитных зерен. Введение в эту сталь 0,44% Ti заметным образом уменьшает процесс сосредоточения углерода по границам зерна.

Применение титана для радиографического исследования распределения водорода в титане и цирконии

При применении титана и циркония как конструкционных материалов большое внимание приходится уделять проблеме распределения в них водорода, резко снижающего пластичность сплавов и повышающего чувствительность их к надreau. Ввиду того что существующие

- 8 -

методы металлографического анализа не дают полного представления о характере распределения водорода в сплавах, целесообразно применить для этой цели радиоактивный изотоп водорода (тритий).

Газообразный тритий (точнее, смесь изотопов H_2 и T_2), получавшийся путем разложения тритиевой воды активностью 15 мкюри/мл на поверхности цинковой стружки, вводился в предварительно дегазированные в вакууме образцы титана и циркония при температуре выше точки $\alpha \rightarrow \beta$ - превращения. При этом образцы насыщались водородом до концентрации 700-1000 мл газа на 100 г металла.

Высокая четкость приводимых на рис. 8 и 9 автордиограмм, сопоставимая с четкостью оптических фотоснимков, обусловлена малой энергией распада трития и, как следствие этого, незначительным рассеянием излучения в металле и фотоэмульсии.

Из сопоставления автордиограммы и оптического микрофотоснимка титанового образца (рис. 8, а и б) следует, что обнаруживаемый в технически чистом титане структурный рисунок связан с наличием гидридов титана. Характер расположения структурных составляющих на автордиограммах титана с относительно высоким содержанием водорода (рис. 8, в и г) указывает на то, что процесс фазовой перекристаллизации сплава совершается по типу видманшtedтовой структуры. Известно, что образование этой структуры подчиняется принципу наибольшего ориентационного и размерного соответствия, при котором смещение атомов кристаллической решетки новой фазы относительно их прежнего расположения в решетке исходной фазы было бы минимальным.

В свете этого очевидно, что видимые на автордиограммах светлые иглы α -фазы и темные скопления эвтектоида, состоящего из α -фазы и гидрида титана, располагаются вдоль кристаллографических плоскостей прежней атомной решетки β - твердого раствора, сохраняя с ними кристаллогеометрическую связь.

Такое расположение структурных составляющих, из которых одна (гидрид титана) является весьма хрупкой, должно, естественно, приводить к снижению пластических свойств сплава и повышению чувствительности его к надрезу.

На рис. 9 приведены автордиограмма и оптическая микрофотография образца циркония, насыщенного тритием при температуре 1000°. Сопоставление их позволяет установить, что располагающаяся по границам зерна структурная составляющая представляет собой

гидрид циркония. Вместе с тем распределение гидридных включений в цирконии, обнаруживаемое на автордиограмме (рис. 9, а), не повторяет микроструктурного рисунка, как это имело место в титане, что указывает, очевидно на отсутствие полной структурной аналогии систем $Zr-H$ и $Ti-H$.

Исследование достижимости равновесия между металлом и шлаком в условиях электродуговой сварки

2685-32 Проблема достижимости термодинамического равновесия при сварке, представляющая не только теоретический, но и сугубо прикладной интерес, не получила до сего времени однозначного экспериментального решения. Ряд специфических особенностей сварочного процесса (например его сравнительная кратковременность и неизо-термичность) следует отнести к числу факторов, безусловно препятствующих достижению равновесия при сварке; с другой стороны, такие факторы, как высокая температура дуги, малые объемы одновременно реагирующих фаз, наличие разлитой поверхности межфазового взаимодействия, интенсивное перемешивание реагирующих объемов, позволяют предполагать возможность полного завершения реакций взаимодействия шлака с металлом.

Экспериментальное решение указанной проблемы может быть получено с помощью метода радиоизотопов. Применение этого метода для установления достижимости равновесия при сварке основывается на следующей предпосылке.

Одно из необходимых условий равновесия состоит в том, что равновесное состояние должно в одинаковой степени достигаться системой "с двух сторон", например со стороны высших и низших температур, давлений или концентраций.

Произведем в равных условиях сварку одинаковыми электродами, различающимися лишь тем, что в одном случае радиоизотоп исследуемого элемента находится в электродном покрытии, а во втором - в металлическом стержне. Тогда, имея в виду сформулированное выше условие равновесия, мы можем сказать, что если при сварке равновесие между шлаком и металлом достигается, то отношение интенсивностей излучения в этих фазах должно оказаться одним и тем же, независимо от того, в какой составляющей электрода предварительно находилось радиоактивное вещество.

- 10 -

Если же равновесие не достигается, то при введении индикатора в покрытие шлак окажется более активным, чем это требуется в соответствии с константой распределения, аналогичным образом при введении индикатора в электродный стержень более активным по сравнению с состоянием равновесного распределения окажется металл шва.

Нами определялась степень достижимости равновесия между металлом и шлаком при ручной и автоматической сварке сталей различного химического состава. В качестве индикаторов применялись изотопы S^{35} , P^{32} , Cz^{51} . Во всех рассмотренных случаях

коэффициент распределения серы $K = \frac{I_{\text{шлака}}}{I_{\text{металла}}}$, получавшийся

посредством измерения интенсивности радиоактивного излучения в сварочном шлаке и металле шва, оказывался выше при введении индикатора в покрытие или флюс, чем при начальном введении его в электродную проволоку. Из этого следует, что процессы перераспределения элементов при электродуговой сварке не достигают равновесного состояния.

Сделанный вывод наглядно иллюстрируется, например, приведенными на рис. 10 графиками, характеризующими распределение серы при сварке углеродистой стали электродами УОНИ-ТЗ/45 и ОММ-5. Нетрудно видеть что коэффициенты распределения, относящиеся к случаю введения изотопа S^{35} в покрытие электродов, в 2-3 раза больше, чем при введении его в электродный стержень.

Так как при сварке не достигается равновесие в распределении элементов между металлом и шлаком, то необходимо весьма осторожно подходить к вопросу легирования шва через покрытия электродов, поскольку в этом случае потери легирующего элемента за счет задержки его в шлаковой фазе могут быть несравненно большими, чем при непосредственном легировании электродного металла.

В современной сварочной металлургии не получил единого толкования вопрос о том, в какой из трех возможных областей сварочной дуги (торцовая часть электрода, дуговой промежуток, сварочная ванна) развиваются реакции межфазного взаимодействия шлака с металлом.

Решение этого вопроса может быть легко осуществлено при помощи метода радиоизотопов. Если перераспределение исследуемого элемента между шлаком и металлом совершается в основном в свароч-

- II -

ной ванне, то место предварительного введения радиоизотопа (в стержень или основной металл) не должно заметно влиять на характер распределения изотопа между шлаком и металлом. Если же основной зоной взаимодействия являются дуговой промежуток и торцовая часть электрода, то переход изотопа в сварочный шлак окажется практически возможным лишь в случае предварительного введения его в металл электрода, поскольку радиоактивное вещество, введенное в основной металл, будет изолировано от участия во взаимодействии на конце электрода и в дуговом промежутке.

Из приведенных на рис. 10 графиков следует, что изотоп S^{35} , предварительно введенный в основной металл, во всех случаях обнаруживается в шлаковой фазе; в ряде случаев отношения активностей шлака и металла оказываются весьма близкими между собой как при введении изотопа в основной металл, так и при введении его в проволоку. Это указывает на весьма существенную роль сварочной ванны в общем процессе взаимодействия металла со шлаком. Аналогичные результаты были получены и при изучении перераспределения хрома с помощью изотопа Cr^{51} .

Радиографическим путем может быть зафиксирован процесс взаимодействия шлака с металлом, совершающийся непосредственно на торце электрода. Из рассмотрения рис. 11, а следует, что если изотоп S^{35} введен в покрытие электрода, то после сварки на месте оплавившейся торцевой части электрода имеет место интенсивное потемнение эмульсии. Это указывает на переход части радиоактивной серы из покрытия в расплавленную каплю на торце электрода.

Аналогичная картина получается и при введении изотопа S^{35} в электродный стержень (рис. 11, б). В этом случае оплавившаяся часть электрода дает на фотоэмульсии более слабое почернение, чем нерасплавившийся электродный металл, что указывает на переход части серы из капли в шлак и окружающую атмосферу.

Баланс поступления элементов в металл шва при сварке

Изыскание путей надежного установления коэффициентов перехода элементов из покрытия, электродной проволоки и основного металла в металл шва связано с решением актуальной задачи сварочной металлургии - возможностью расчетного определения состава леги-

2685-37

- 12 -

рующих покрытий, обеспечивающего заданный химический состав сварного шва. Метод радиоизотопов открывает для решения этой задачи весьма простой путь. Введение радиоактивного изотопа интересующего нас элемента последовательно в покрытие, электродный стержень и основной металл и последующее измерение радиоактивности сварочных ингредиентов позволяет определять в металле шва именно те доли элемента, которые поступили туда отдельно из каждого источника.

Доли исследуемого элемента, поступающие в металл шва из покрытия ($\alpha_{мп}$), стержня ($\alpha_{мс}$) и основного металла ($\alpha_{мо}$) определяются по формулам:

$$\alpha_{мп} = \frac{C_{п}}{A} \cdot \frac{I_{мп}}{I_{п}} 100 \%, \quad /3/$$

$$\alpha_{мс} = \frac{C_{с}}{A} \cdot \frac{I_{мс}}{I_{с}} 100 \%, \quad /4/$$

$$\alpha_{мо} = \frac{C_{о}}{A} \cdot \frac{I_{мо}}{I_{о}} 100 \%, \quad /5/$$

где $C_{п}$, $C_{с}$, $C_{о}$ - концентрации элемента в покрытии, стержне и основном металле; $I_{п}$, $I_{с}$, $I_{о}$ - интенсивности излучения в этих составляющих; $I_{мп}$, $I_{мс}$, $I_{мо}$ - интенсивности излучения в металле шва, вызванные поступлением туда радиоактивного изотопа соответственно из покрытия, электродного стержня и основного металла,

$$A = C_{п} \frac{I_{мп}}{I_{п}} + C_{с} \frac{I_{мс}}{I_{с}} + C_{о} \frac{I_{мо}}{I_{о}}.$$

Формулы /3/ - /5/ позволяют рассчитать полный баланс поступления элемента в металл шва из трех источников. На рис. 12 приведены результаты расчета баланса поступления хрома в металл шва для случая сварки нержавеющей стали 1Х18Н9Т электродами ЦЛ-11Х, содержащими 18-19% хрома в стержнях и 17% хрома в покрытии.

Данные рис. 12 показывают, что из общего количества хрома, содержащегося в металле шва, 35-40% его поступает с проплавляющимся основным металлом, 45-50% - с электродным стержнем и

- 13 -

14-17% - из электродного покрытия. Это значит, что при средней концентрации хрома в основном и присадочном металлах, равной 18,5%, в металле шва оказывается примерно 16% хрома, поступившего из основного металла и стержня. Следовательно, по сравнению с исходными содержаниями хрома в основном и присадочном металлах в металле шва в результате сварки образуется дефицит хрома, равный примерно 2,5%. Восполнение этого дефицита может быть осуществлено за счет введения металлического хрома в электродные покрытия.

Радиографическое изучение кристаллического строения сварного шва

На рис. 13 приводятся полученные с помощью изотопа S^{35} радиограммы сварных швов. Макроскопически равномерное почернение радиограмм указывает на отсутствие ликвации серы в центральные участки шва. Вместе с тем, на радиограммах достаточно четко выражена дендритная ликвация серы, в силу которой в пределах каждого кристаллического образования сера преимущественно концентрируется в межосных зонах дендритов и почти отсутствует в осях дендритов.

Аналогичная картина имеет место и в основном металле; в этом случае, как следует из рис. 14, а, б, характер распределения серы зависит от того, подвергался ли металл пластической обработке, искажающей форму дендритных образований.

Авторадиограммы, получаемые при помощи изотопа S^{35} (рис. 13), не подтверждают обычно принимаемого предположения о наличии у серы тенденции к распределению по границам зерен первичной кристаллизации. Границы столбчатых кристаллов и места их стыка в осевой части шва хорошо видны на оптических снимках (рис. 13, б, г). Эти же границы и места стыка кристаллов заметны на авторадиограмме (рис. 13, а, в) по различию в направлении дендритных осей. Но никакой локализации серы на этих границах обнаружить не удается.

На авторадиограммах хорошо видны такие следы слоистой структуры, расположенной в основном вблизи границы сплавления. Выявление слоев на авторадиограммах, получаемых с помощью изотопа S^{35} , позволяет считать, что слои образуются за счет неравномерного распределения серы в шве.

- 14 -

Отмечаемое на оптических снимках "прорастание" первичных кристаллов независимо от слоев указывает на то, что образование слоев не является следствием изменения направления роста кристаллов, а вызывается неравномерной ликвацией примесей (в частности серы) при затвердевании металла в сварочной ванне.

Изучение диффузии углерода на границе сплавления неравных по составу сталей

Одной из причин возможного ослабления зоны сплавления разнородных по составу сталей является образование переходных прослоек, вызываемое диффузией углерода в сторону составляющей, обогащенной карбидообразующими элементами. Эти прослойки, состоящие в основном из карбидов, появляются как в процессе самой сварки, так и, в значительно большей степени, при высокотемпературной эксплуатации сварного соединения.

Применение изотопа C^{14} дает возможность получения отчетливой радиографической картины распределения углерода в зоне сплавления разнородных сталей. На пластины нелегированного основного металла, содержащего радиоуглерод, производилась наплавка валиков нерадиоактивными электродами различного химического состава. Из полученных сварных образцов изготовлялись поперечные шлифы, часть которых подвергалась повторному разогреву. В результате радиографирования шлифов было установлено следующее.

Образцы, полученные при сварке ферритными электродами (УОНИ-13/45), дают как непосредственно после сварки, так и после отпуска (640° , 4 часа) одинаковые автордиограммы: никаких изменений на границе сплавления после высокого отпуска не обнаруживается. Аналогичные результаты получаются и при применении никелевых аустенитных электродов (36% Ni). При использовании хромоникелевых электродов, содержащих, наряду с 15% Ni около 20% Cr , картина резко меняется: после высокого отпуска (640° , 4 часа) на границе сплавления появляется резко очерченная со стороны основного металла черная кайма, а в околосварочной зоне основного металла, непосредственно прилегающей к границе сплавления, образуется широкая светлая полоса (рис. 15, б). В исходном состоянии после сварки это проявилось в значительно меньшей степени (рис. 15, а).

Полученная картина является неопровержимым доказательством того, что в процессе отпуска сварного соединения происходит направленная диффузия углерода из основного нелегированного металла в аустенитный наплавленный металл.

Вполне очевидно, что причиной этой диффузии является наличие в металле шва карбидообразующего элемента — хрома, поскольку ни в нелегированной, ни в железоникелевой аустенитной наплавке никакой локализации углерода в зоне сплавления обнаружено не было.

Для расчета количества углерода, концентрирующегося при отпуске в пограничном слое аустенитной наплавки, был применен метод количественного фотометрирования автордиограмм (рис. 16). С помощью этого метода установлено, что концентрация углерода, локализуемого в сравнительно узкой зоне на границе сплавления, значительно превышает 4% .

Диффузия углерода наиболее ярко выражена в тех соединениях, где в качестве одной из составляющих применена нелегированная сталь. Образование переходных прослоек в зоне сплавления может быть полностью устранено путем легирования перлитной составляющей достаточным количеством энергичных карбидообразующих элементов.

Выводы

Применение методов автордиографии и радиометрии открывает новые возможности для решения ряда актуальных задач современного металловедения и теории сварочных процессов.

Радиографический метод исследований позволил установить закономерности распределения углерода и некоторых легирующих элементов в сплавах железа при их термической обработке. В частности, экспериментально подтверждена тенденция углерода к сосредоточению в участках стали, обогащенных карбидообразующими элементами, и к диффузии из участков, обогащенных некарбидообразующими элементами. Установлено, что в легированной стали, нагретой выше точки $A_{с3}$, хром и марганец распределены равномерно относительно границ зерна. Наглядно подтверждается тормозящее влияние титана на процесс сосредоточения углерода по границам аустенитного зерна при отпуске нержавеющей стали.

С помощью изотопа Ti^{48} получена картина микроскопического распределения гидридной фазы в титане и цирконии.

- 16 -

Применение радиоизотопов в электродуговой сварке создало возможность для установления ряда положений, имеющих принципиальное значение в современной теории сварочных процессов. В частности, установлено, что реакции взаимодействия металла и шлака при сварке не достигают равновесного состояния; показано, что основной реакционной зоной при перераспределении хрома, дефосфорации и десульфурации металла шва является сварочная ванна.

Радиографическое исследование кристаллического строения сварного шва позволило установить факт отсутствия зональной ликвации серы в шве и наличия сильно развитой дендритной ее ликвации. Выяснено, что ведущую роль в образовании слоистой структуры в шве играет сера.

Путем введения изотопа C^{14} в зону сварки доказано развитие интенсивной диффузии углерода в зону сплавления при отпуске или высокотемпературной эксплуатации сварных соединений, а также показано, что основная роль в развитии этой диффузии, способной привести к резкому ухудшению работоспособности сварного соединения, принадлежит хром.

Л и т е р а т у р а

1. Бокштейн С.З., Кишкин С.Т., Мороз Л.М. Металловедение и обработка металлов, № 2, 1957
2. Курдюмов Г.В. Доклады советской делегации на Международной конференции по мирному использованию атомной энергии. Академиздат, 1957
3. Грузин П.Л., Поликарпов Ю.А., Шумилов М.А. Заводская лаборатория № 4, 1955
4. Завьялов А.С. и Брук Б.И. Металловедение. Сборник статей. Судпромгиз, 1957, Физика металлов и металловедение, 1958, V, вып. I, 13
5. Завьялов А.С. и Брук Б.И. ДАН СССР, 1957, 115, № 1
6. Kohn A. Revue de Metallurgie, 1951, № 3
7. Голиков В.М. и Борисов В.Т. Заводская лаборатория, 1955, № 7
8. Крянин И.Р., Смоленский С.И., Студниц М.А., Бабушкина Г.И. Металловедение и обработка металлов, 1956, № 3
9. Студниц М.А. и Малючков О.Т. Металловедение и обработка металлов, 1955, № 6

- 17 -

10. Кишкин С.Т. и Бокштейн С.З. Доклады советской делегации на международной конференции по мирному использованию атомной энергии. Академиздат, 1957
11. Юрьев С.Ф. и Брук Б.И. ДАН СССР, 1955, 104, № 4
12. Брук Б.И. Сварочное производство, 1955, № 11
13. Мовчан Б.А. и Позняк Л.А. Автоматическая сварка, 1956, № 4
14. Кузмак Е.М. и Кармазинов Н.П. Сварочное производство, 1957, № 7
15. Дриц М.Е., Свицерская, Каданер Э.С. Заводская лаборатория, 1955, № 7
16. Gatos G. and Kurtz D. Journal of Metals, 1954, № 5.
17. Kohn A. Revue de Metallurgie, 1954, № 7.
18. Брук Б.И. и Николаев Г.И. ДАН СССР, 116, № 1

2085-37

-18-

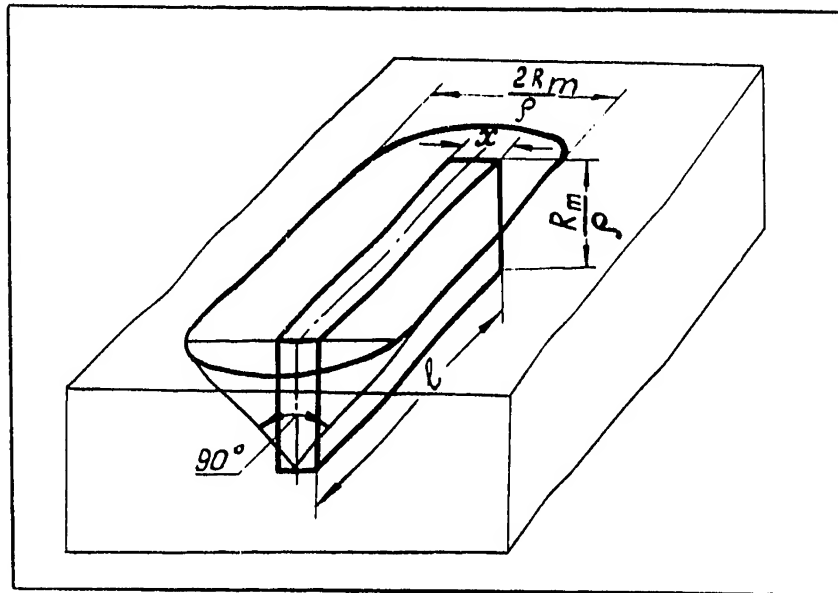
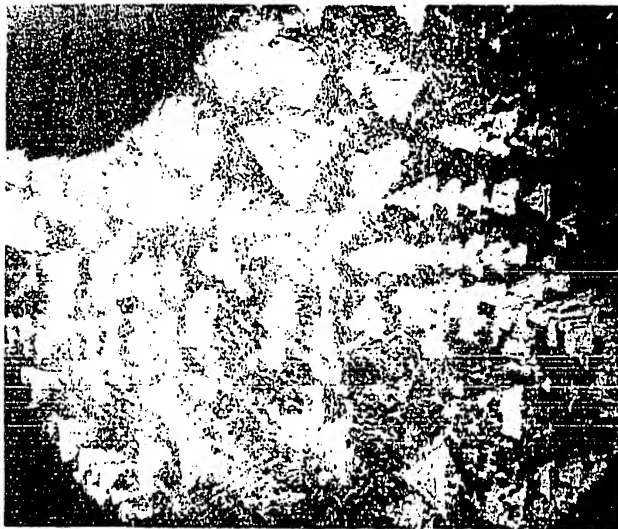
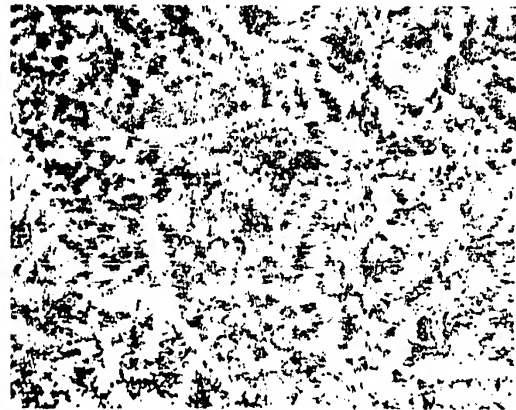


Рис.1. Схема действия обогащенного радиоактивным изотопом слоя на фотоэмульсию



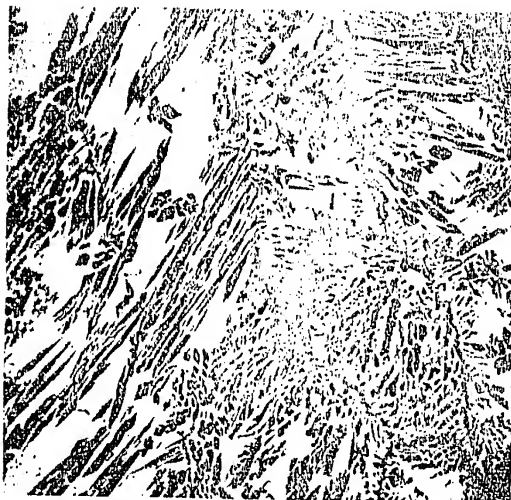
а



б

Рис.2. Сплав железа с 19,5% Si 0,06% C:
а-оптический снимок, х 50;
б-авторадиограмма, х 20

-19-



а

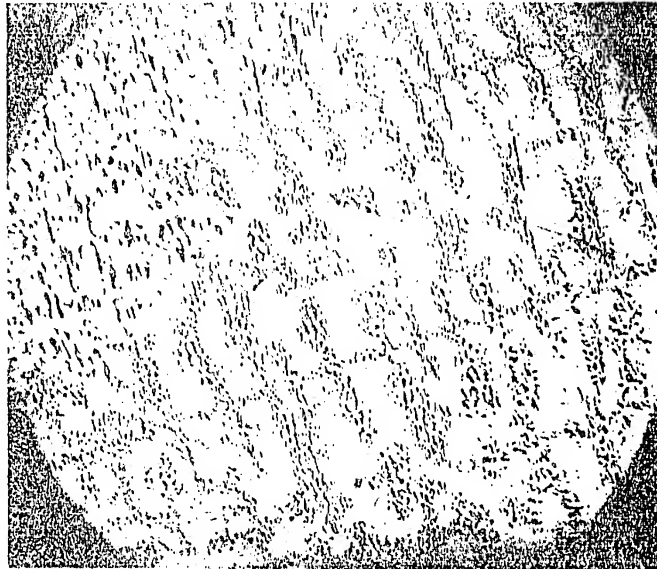


б

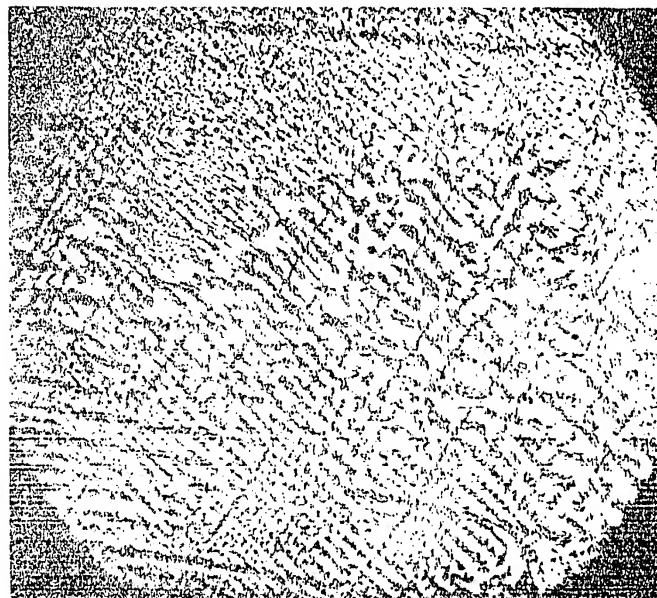
Рис.3. Сплав железа с 9,2% W и 0,1% C:
а - оптический снимок, х 45;
б - автордиограмма, х 30

2685-37

20-



a



б

Рис.4. Сплав железа с 0,86% Мо и 0,11% С:
а - оптический снимок, х 45;
б - автордиограмма, х 15

2685-37

-21-

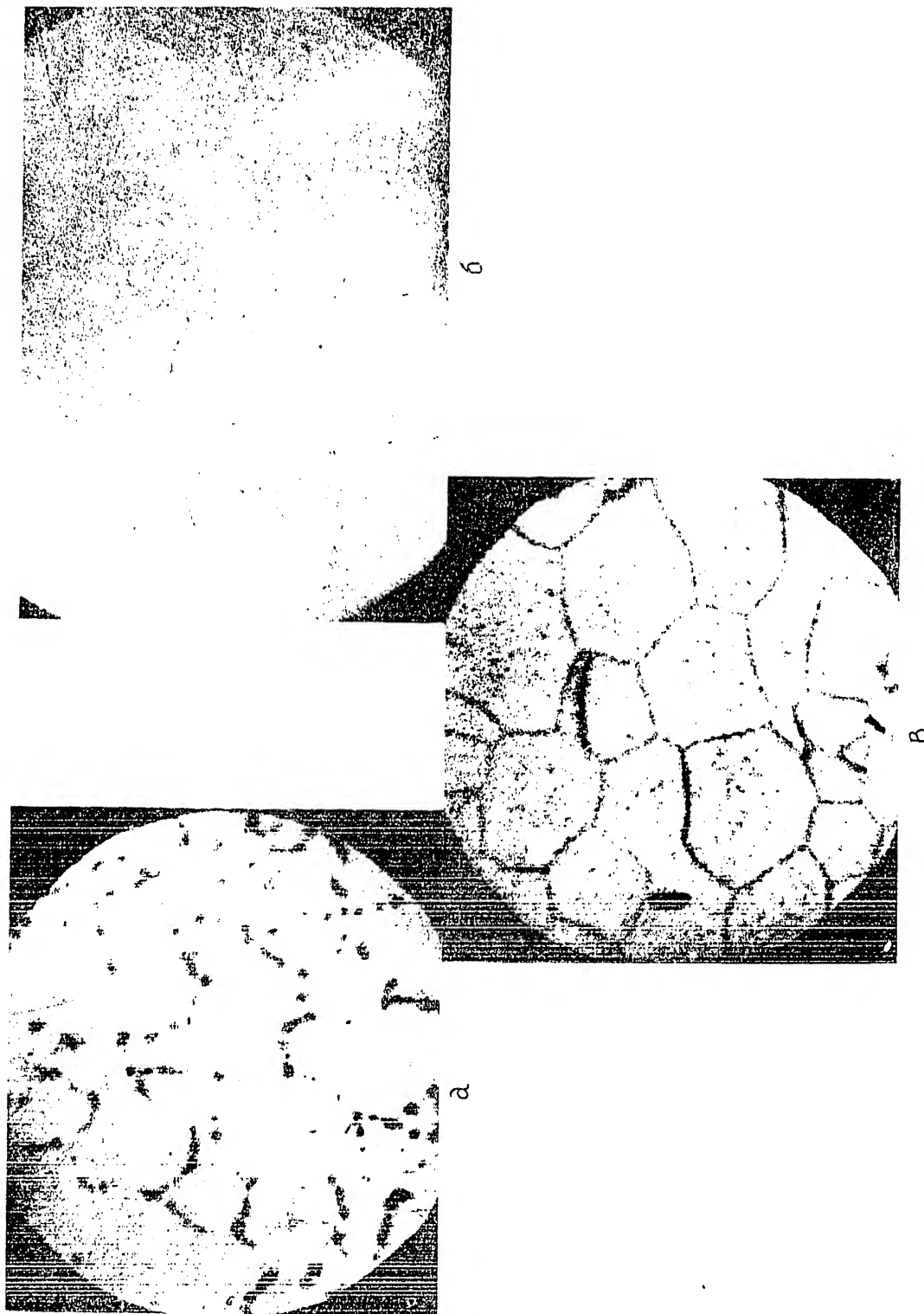


Рис. 5. Авторадиограммы сплава железа с 4,4% Si и 0,03% C, х 65:
а - отжиг 9700; б - закалка с 12000; в - отпуск 6000, 40 час.

-23-

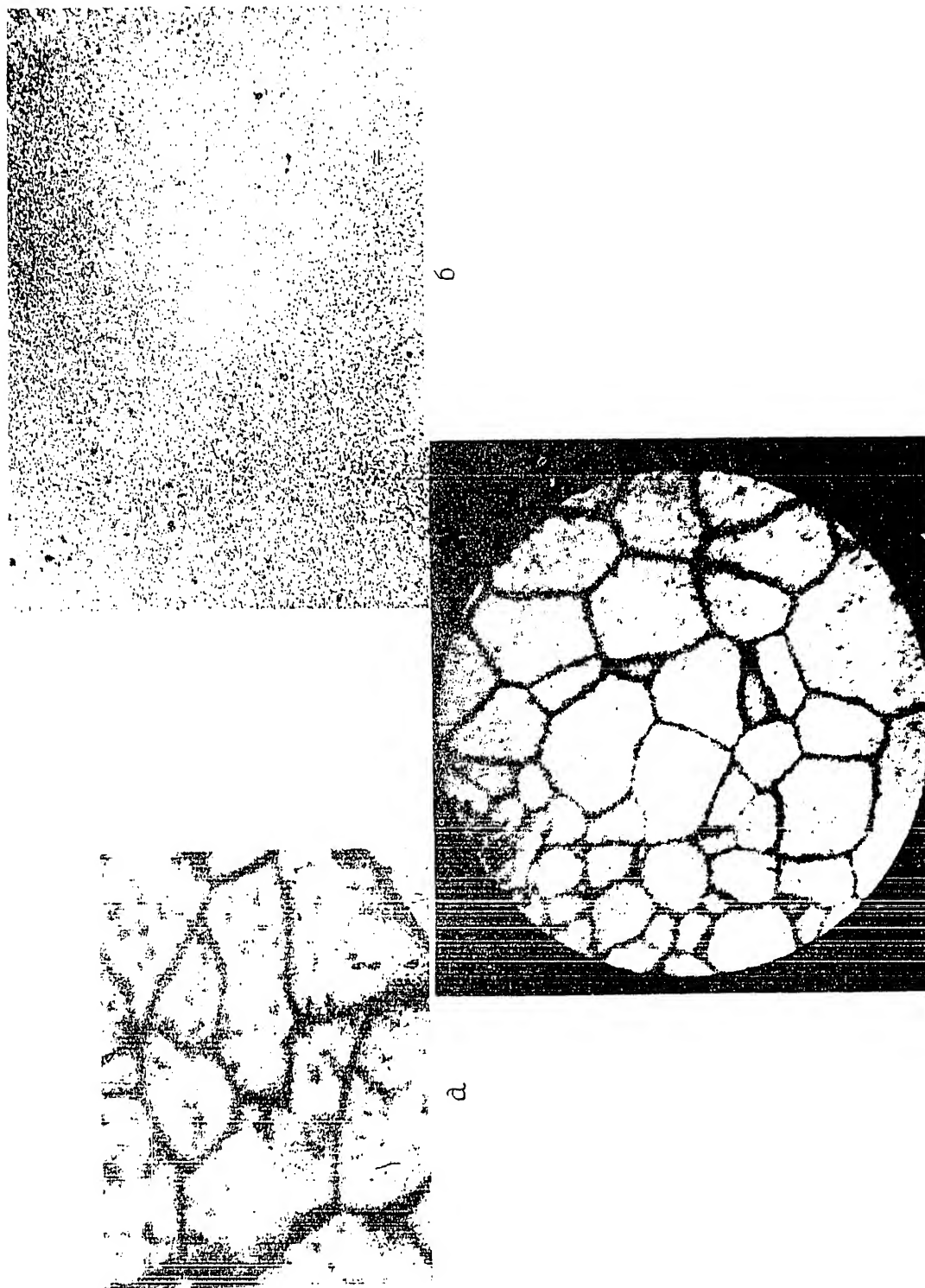
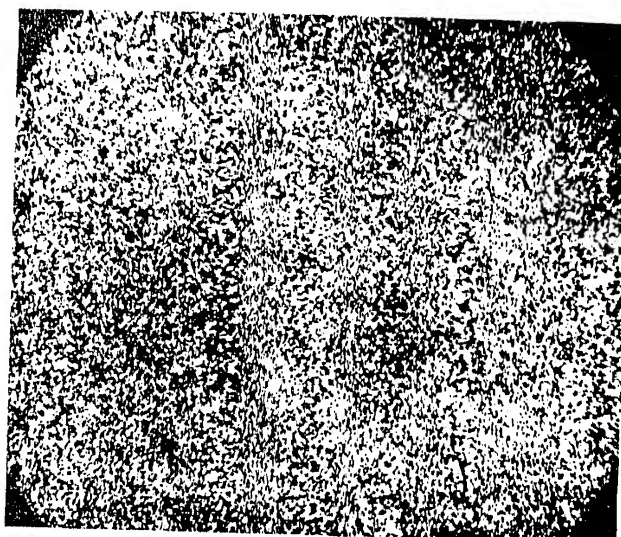
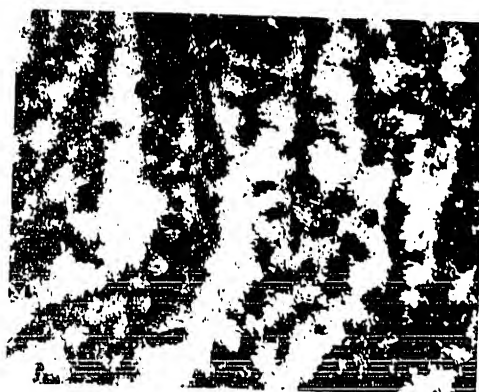


Рис.6. Авторадиограммы сплава железа с 12,5% Mo и 0,03% C, х 65:
а - отжиг 9700; б - закалка с 12000; в - отпуск 6000, 10 час.

-23-



a



b

Рис.7. Авторадиограмма стали 10X2МФ
без добавки кремния (а) и с до-
бавкой 2,6% Si (б) после от-
пуска (5000, 1000 час.)

2085-37

-14-



а



б



в



г

Рис.8. Технически чистый литой титан послековки и насыщения тритием. Содержание водорода 1000 мл (а,б) и 2100 мл (в, г) на 100 г металла; а,в - автордиограммы; б,г - оптические снимки

-25-

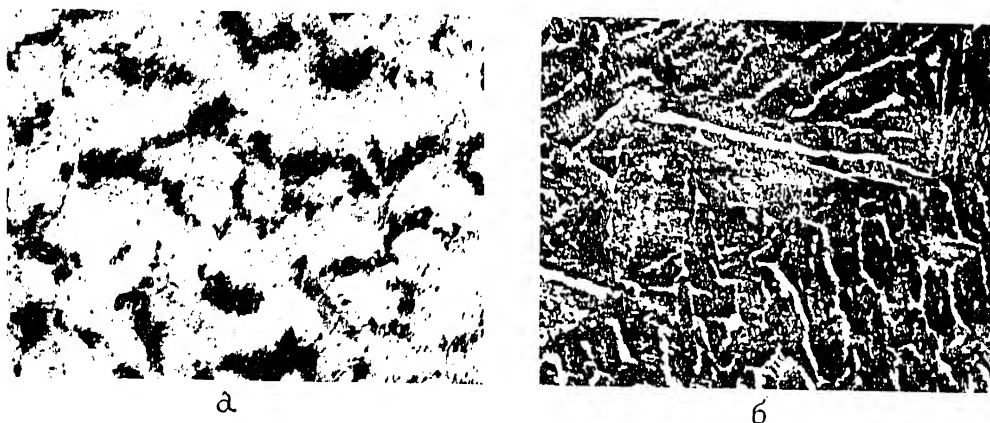


Рис.9. Технически чистый литой цирконий послековки и насыщения тритием, х 300: а - автордиограмма, б- оптический снимок

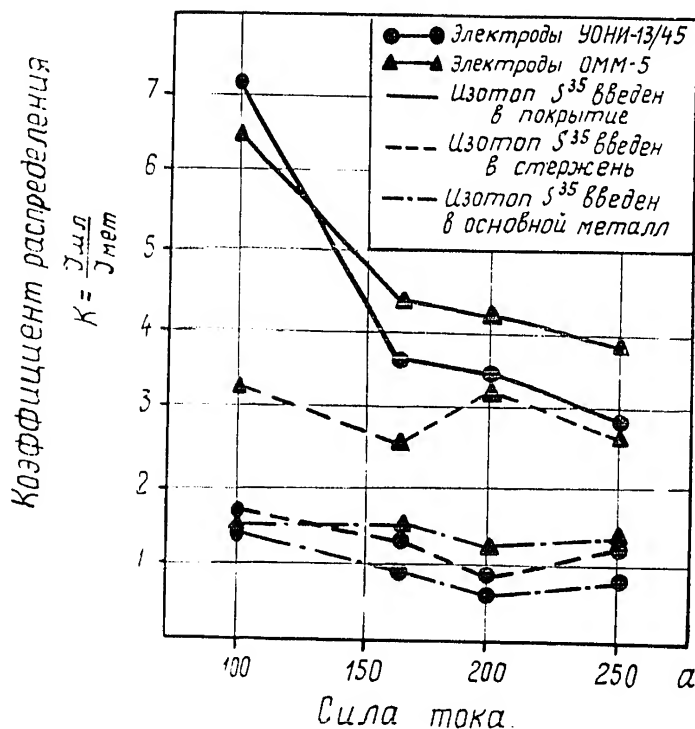


Рис.10. Коэффициенты распределения серы между шлаком и металлом при введении изотопа S^{35} в покрытие, электродный стержень и основной металл

-26-

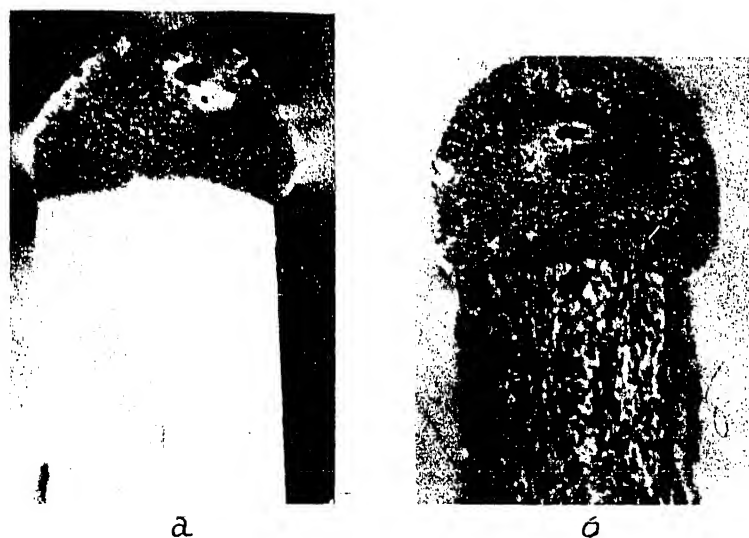


Рис.11. Авторадиограммы сварочных электродов после прекращения сварки х 4: а - изотоп S^{35} введен в электродное покрытие; б - изотоп S^{35} введен в стержень электрода

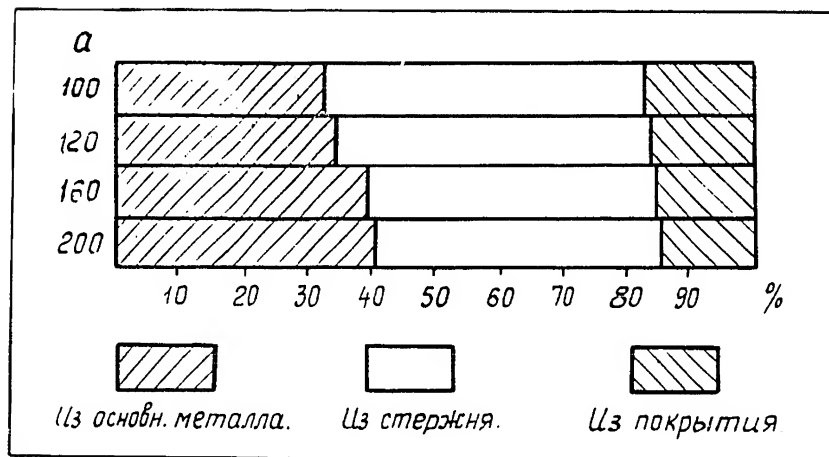


Рис.12. Баланс поступления хрома в металл шва при сварке нержавеющей стали 1Х18Н9Т

20855-37

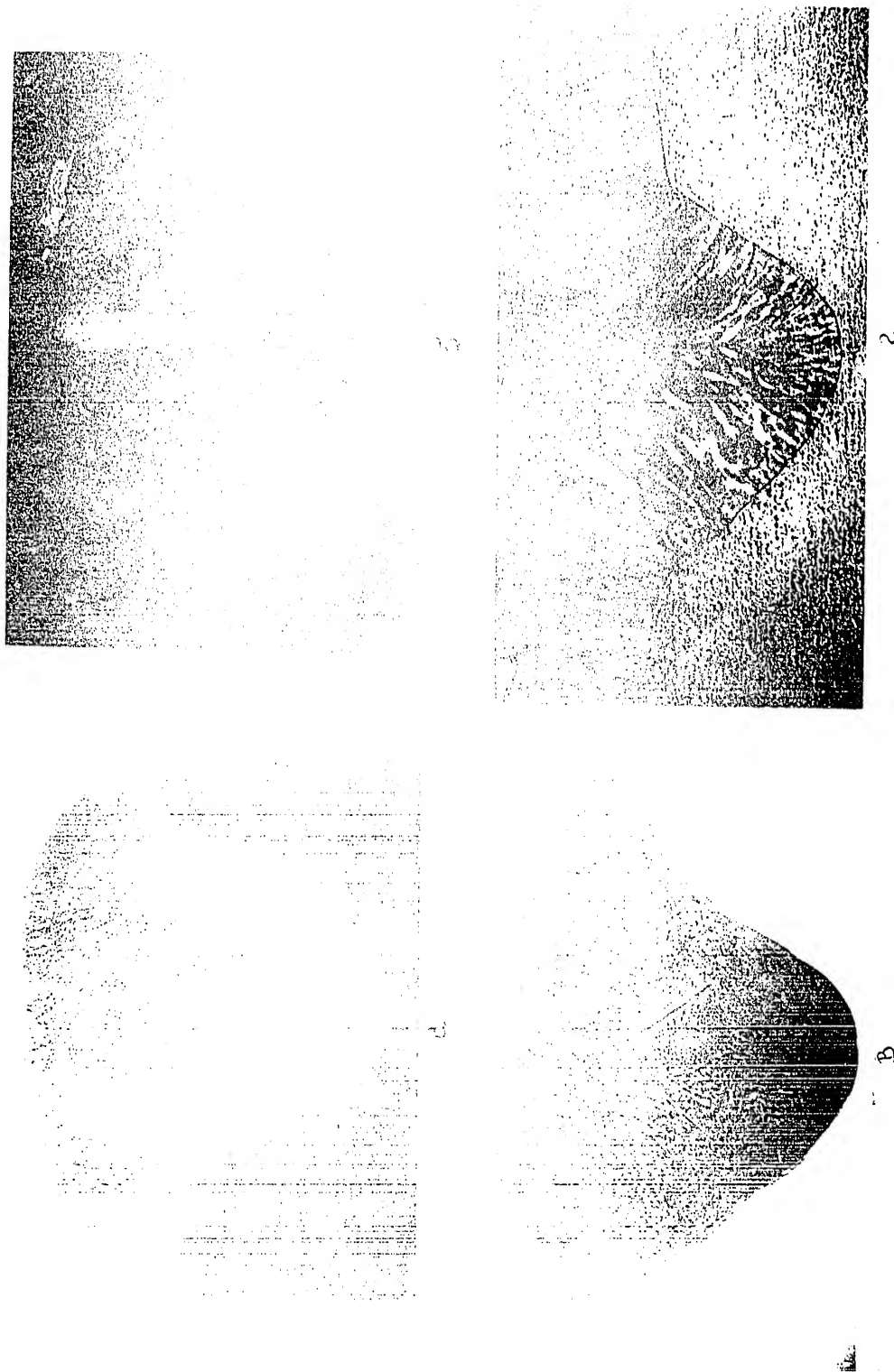


Рис.13. Распределение феррита в металле шва при автоматической сварке аустенитной проволокой. Изотоп S_{35} введен в основной металл (а, б) и электродную проволоку (в, г): а, в - автордиограммы; б, г - оптические снимки

-15-

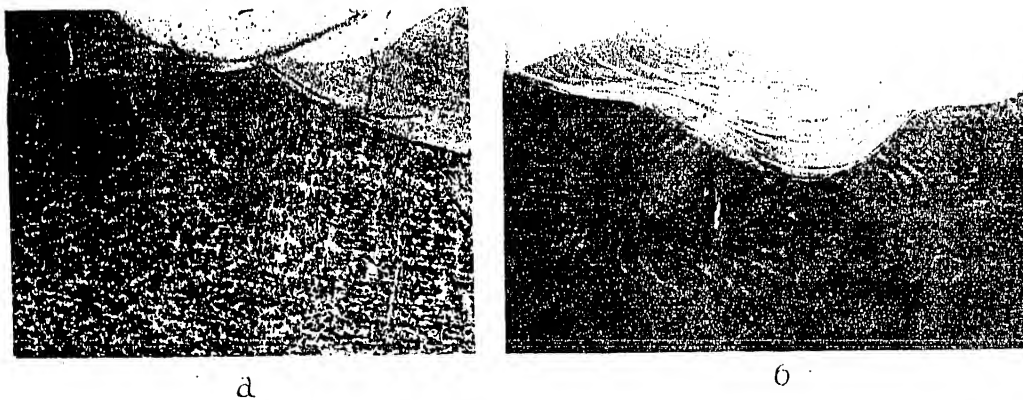


Рис.14. Авторадиogramмы ферритной наплавки на литой (а) и горячекатаный (б) основной металл. Изотоп S^{35} введен в основной металл

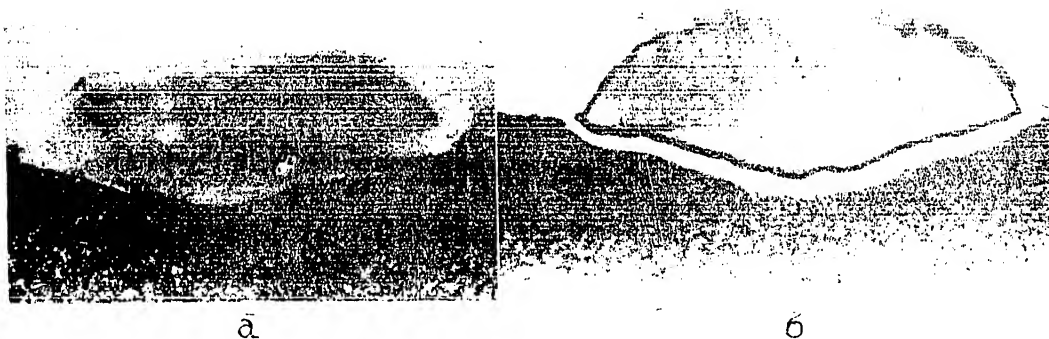


Рис.15. Авторадиogramма наплавки электродом 122Ni5. Изотоп C^{14} введен в нелегированный основной металл, х6: а - исходное состояние после сварки; б - после отпуска при $640^{\circ}C$ в течение 4 час.

-29-

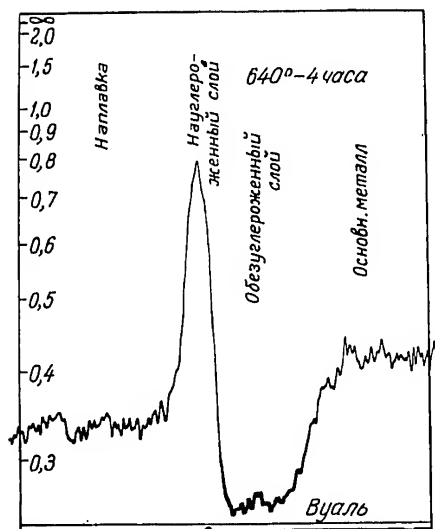


Рис.16. Микрофотометрическая
кривая автордиограммы,
приведенной на рис.
15-б



Вторая Международная конференция
Организации Объединенных Наций
по применению атомной энергии
в мирных целях

A/Conf.15/p/2236
USSR
Corrections
23 July 1958

| № стр. | № строки | Напечатано | Следует читать |
|--------|-----------|--------------------|--------------------|
| 5 | 13 сверху | точнее карбидов | точнее, карбидов |
| 5 | 14 снизу | e_3MO_2 | e_3Mo_2 |
| 6 | 1 сверху | охлаждении | охлаждении |
| 6 | 6 снизу | 12,5% MO | 12,5% Mo |
| 7 | 2 сверху | As_3 | As_3 |
| 10 | 3 сверху | распределения, | распределения ; |
| 10 | 11 сверху | распределения серы | распределения |
| 12 | 16 снизу | Сп, См, Со | C_{II}, C_c, C_o |
| 13 | 8 снизу | на автордиограмме | на автордиограммах |
| 15 | 6 снизу | As_3 | As_3 |